

连铸板坯轻压下过程中间裂纹产生机理

王 博^{1 2)}, 张炯明^{1 2)}✉, 肖 超^{1 2)}, 王顺玺^{1 2)}, 宋 炜^{1 2)}

1) 北京科技大学钢铁冶金新技术国家重点实验室,北京 100083 2) 北京科技大学冶金与生态工程学院,北京 100083
✉ 通信作者, E-mail: jmz203@sina.com

摘 要 针对板坯连铸过程中间裂纹严重的问题,对中间裂纹的形貌、元素偏析等情况进行分析。通过建立有限元模型,对不同压下位置 and 不同压下量凝固前沿的受力情况进行计算并与临界应力值进行对比。结果表明: C、P、S 等元素在晶界处富集只是促使中间裂纹开裂的内因,真正造成铸坯开裂的原因是凝固前沿所承受的拉应力。铸坯通过矫直段时,多处位置的凝固前沿所承受的拉应力超过钢的临界值,导致凝固前沿容易开裂延伸,形成中间裂纹;而弧形段和水平段处凝固前沿所承受的拉应力不超过钢的临界值,无裂纹产生。统计现场大量轻压下的实验结果显示:轻压下避开矫直区进行时,中间裂纹的发生率降低约 41.3%。

关键词 连铸; 板坯; 裂纹; 产生机理; 应力分析; 显微偏析; 有限元模型
分类号 TF777.7

Formation mechanism of internal cracks in continuous casting slabs with soft reduction

WANG Bo^{1 2)}, ZHANG Jiong-ming^{1 2)}✉, XIAO Chao^{1 2)}, WANG Shun-xi^{1 2)}, SONG Wei^{1 2)}

1) State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
2) School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
✉ Corresponding author, E-mail: jmz203@sina.com

ABSTRACT The crack morphology and element segregation in continuous casting slabs were studied to solve the problem of internal cracks. The stress of the solidification front was analyzed by a finite element model at a series of reduction parameters and compared with the critical value. It is found that C, P and S enrich in dendrites and exist in grain boundaries, these are just the internal causes, but the true cause for internal cracks is the tensile stress of the solidification front. When the slab passes through the straightening segment, the reduction effect of rollers results in the stress of the solidification front exceeding the critical value, however, the corresponding stresses in the arc and horizontal segments do not exceed the critical value, so the solidification front in the straightening segment would be much easy to crack. Statistics analysis shows that when soft reduction and straightening are separately carried out, the occurrence rate of internal cracks reduces by about 41.3%.

KEY WORDS continuous casting; slabs; cracks; formation mechanism; stress analysis; microsegregation; finite element model

连铸技术以其低成本、高产量、操作灵活等优点,已日益受到全世界广大钢铁企业的青睐^[1]。随着客户对产品质量要求的提高,连铸过程也逐渐暴露出一些问题。由于生产过程中拉速的提高、二冷水量的影响及压下量的增大,连铸板坯中间裂纹已经成为不可忽视的重要的质量问题之一^[2]。

中间裂纹产生的原因主要是凝固前沿受力及元素偏析。连铸过程中,拉应力作用于凝固界面,造成一次枝晶或等轴晶的晶间开裂,同时液态钢液填充到裂缝中,又引起不同程度的成分偏析^[3]。而连铸是一个复杂的热机械变化过程,铸坯凝固过程所承受的应力是来自多方面的,如鼓肚应力、弯曲和矫直应力、热应力。

连铸板坯进行轻压下时,中间裂纹的发生率比较高,倘若压缩比不够,就很难在以后的轧制工序中焊合,对钢铁材料的均匀性和连续性造成很大的破坏,从而严重影响钢板厚度方向的力学性能.因此,本文针对连铸板坯中间裂纹进行研究,对中间裂纹的形貌、断口以及轻压下时凝固前沿承受的应力情况进行分析,旨在找到中间裂纹的开裂原因,了解其开裂机理,并提出切实有效的避免措施.

1 实验

以某钢厂 Q345R 连铸板坯为研究对象,进行了大量的轻压下实验,虽然中心偏析和疏松有了很大的改善,但中间裂纹的发生率依然很高.该厂使用奥钢联凝固传热模型确定不同工艺参数条件下连铸机上不同位置凝固坯壳的厚度,从而为连铸机长度、拉速以及辊列布置的设计提供参考.暂定 Q345R 最佳轻压下参数为:总压下量 5 mm,固相率 f_s 为 0.2 ~ 0.5,相应压下区间为 7、8 扇形段.对现场低倍数据库进行整理,中间裂纹的典型低倍照片如图 1 所示.从宏观上看,中间裂纹全部出现在连铸坯的内弧侧,呈非常不规则的“河流”状分布,并且形成的位置相对较为集中,基本在距表面 80 ~ 93 mm 的范围内,长度大致在 6 ~ 20 mm.

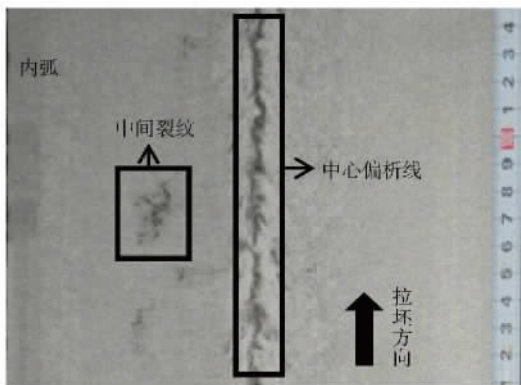


图 1 板坯纵断面低倍情况

Fig. 1 Macroscopic feature of the slab vertical section

为了进一步对中间裂纹进行分析,选取一块典型的中间裂纹横截面试样进行研究,截取尺寸为 20 mm ×

20 mm × 130 mm. 图 2 为取样示意图.

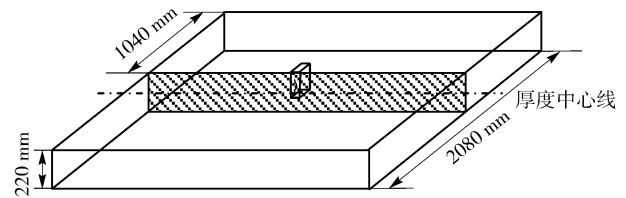


图 2 中间裂纹取样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of internal cracks

将选取的典型裂纹试样沿厚度方向锯成小块,然后将试样进行加工处理,表面抛光,置于热饱和苦味酸水溶液中侵蚀,观察中间裂纹、枝晶及等轴晶间关系.图 3 为苦味酸侵蚀下中间裂纹形貌.可以看出,中间裂纹位于内弧侧柱状晶区末端的一次枝晶间隙中,其延伸方向与二次枝晶的生长方向相平行,开裂的终止位置均位于柱状晶区与等轴晶区的交界处,但等轴晶区没有开裂发生,并且开裂区域一般不会只有一条中间裂纹,附近会有几条裂纹几乎平行分布,长度相差不大.

图 4 为扫描电镜下裂纹断口的形貌.可以看出中间裂纹不是很深,在裂纹剥开过程中,会发生撕裂,故裂纹断口局部位置会观察到典型的塑性变形断口形貌,但从整体上看,裂纹开裂面上存在着大量的液相自然凝固形成的平滑曲面,几乎没有韧窝存在,表明裂纹产生时,该位置存在一定量的液态钢液,说明中间裂纹是在固液两相区形成的,属于低熔点开裂.

根据前人的研究成果,内裂纹通常在黏滞性温度 (LIT) 和零塑性温度 (ZDT) 之间形成^[4],黏滞性温度和零塑性温度对应的固相率 f_s 依次为 0.9 和 1.0^[5-6],如图 5 所示.图中 C_0 为初始溶质元素浓度, C_s 为固相中溶质元素浓度, C_l 为液相中溶质元素浓度, k_0 为溶质平衡分配系数, C_s/k_0 为系统平衡时液相溶质元素浓度, δ_N 为扩散层厚度.在该温度区间,溶质元素的浓度会很高,尤其对于易偏析的 P、S 等元素,浓度会更高,这些富集的溶质元素一般以夹杂物等形式存在于晶界上,会大大降低树枝晶晶界的高温强度和高温塑性^[7],从而降低钢的抗拉强度,引起晶间断裂,并且还会降低树枝晶间液膜的凝固点,使黏滞性温度和零塑性温度

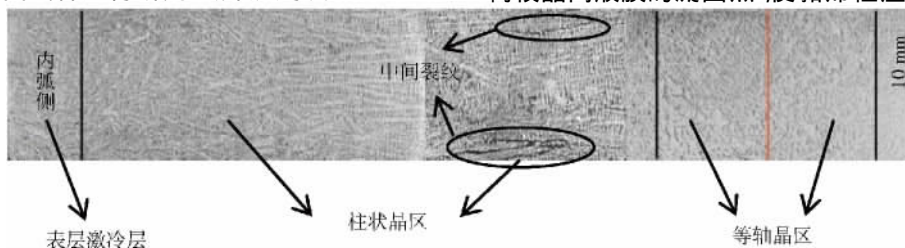


图 3 苦味酸侵蚀后中间裂纹形貌

Fig. 3 Morphology of internal cracks etched with picric acid

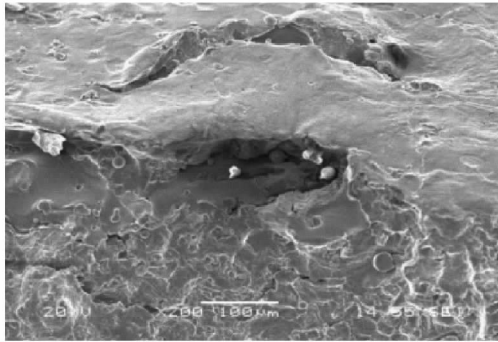


图4 扫描电镜下裂纹断面形貌

Fig. 4 SEM images of the fracture surface

之间的温差增大,致使裂纹发生的几率增加^[8].

将加工好的试样置于扫描电镜下,对裂纹处进行线扫描,分析裂纹处的元素偏析情况,如图6所示.

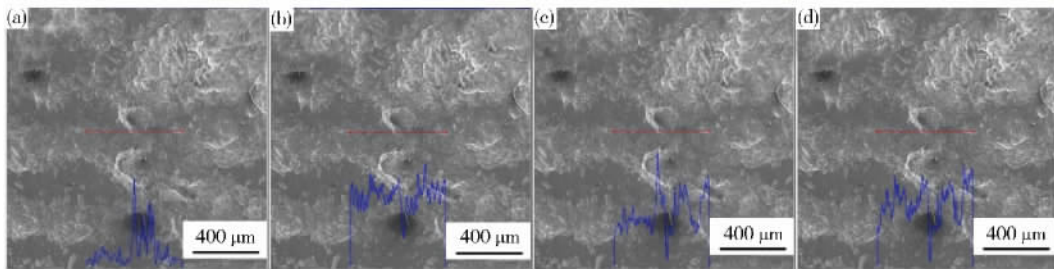


图6 中心裂纹处C (a)、P (b)、S (c) 和 Mn (d) 线扫描图

Fig. 6 EDS linear scanning images of C (a), P (b), S (c) and Mn (d) at internal cracks

2 有限元模型

枝晶间的微观偏析只是引起铸坯开裂的内在原因,仅仅降低了凝固前沿的抗拉强度,使铸坯开裂变得相对容易一些,而凝固前沿承受的拉应力才是真正促使铸坯开裂的原因.因此,接下来通过热力耦合模型对不同轻压下参数条件下板坯承受的应力情况进行分析,并与前人得出的临界应力值进行比较,从而弄清中间裂纹的开裂机理.

2.1 模型描述

计算对象为 Q345R 横截面为 220 mm × 2080 mm. 考虑到计算成本与对称性,取宽度的一半作为计算区域.在 Msc. Marc 软件中建立的模型如图7所示.轻压下过程中,仅上辊进行压下,下辊保持不变,并且铸坯为变形体,压下辊为刚体.

2.1.1 本构方程的选择

由于连铸条件的特殊性,连铸坯要经历 700 ~ 1550 °C 的高温, $10^{-3} \sim 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 的低应变速率, < 2.0% 的低应变,还有复杂的载荷条件等.因此,应力应变不仅与温度和应变速率相关,还与应力松弛等相关,于是可以考虑这些的热弹塑性本构方程被采用,如下式:

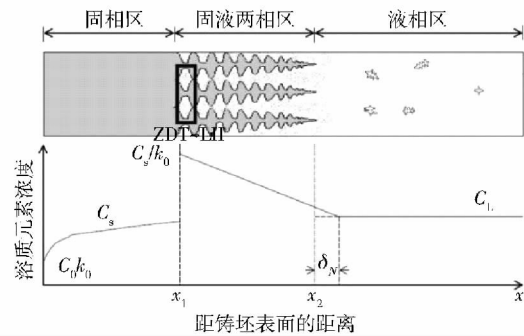


图5 连铸坯凝固过程溶质元素分布示意图

Fig. 5 Schematic diagram of solute distribution during the continuous casting process

从图中可以看出,在裂纹处,C、P和S元素均存在一定的富集,尤其P和S元素,偏析较为严重,而Mn元素只有微弱的偏析存在.

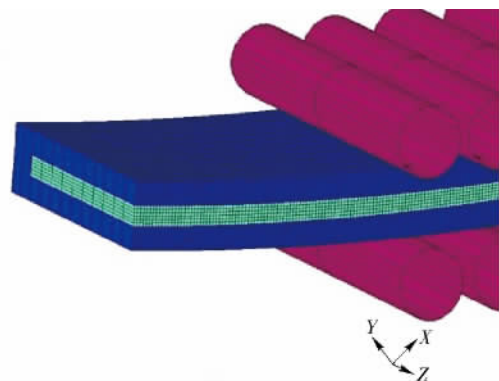


图7 连铸板坯三维有限元模型

Fig. 7 Schematic diagram of the finite element model

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^p + \epsilon_{ij}^T \tag{1}$$

式中, ϵ_{ij} 分解为弹性应变 ϵ_{ij}^e 、塑性应变 ϵ_{ij}^p 和热应变 ϵ_{ij}^T 之和, i 为应力作用面的法线方向, j 为应力的方向. 在分析中,对热弹塑性描述采用 Mises 屈服准则.

Wray^[9]和 Suzuki^[10]针对不同的钢种,对温度 T 和塑性应变速率 $\dot{\epsilon}_p$ 进行变化,测得了大量的应力数据,而 Kozłowski 等^[11]对这些数据进行了回归,得到下述的关系式:

$$\dot{\epsilon}_p = C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{T}\right) \cdot (\sigma - a_\epsilon \epsilon_p^{n_\epsilon})^n, \quad (2)$$

$$C = 46550 + 71400w(C) + 1200w(C)^2, \quad (3)$$

$$Q = 44650, \quad (4)$$

$$a_\epsilon = 130.5 - 5.128 \times 10^{-3}T, \quad (5)$$

$$n_\epsilon = -0.6289 + 1.114 \times 10^{-3}T, \quad (6)$$

$$n = 8.132 - 1.54 \times 10^{-3}T. \quad (7)$$

式中 σ 为应力; Q 为活化能系数; a_ϵ 为随温度变化参数; n_ϵ 为随温度变化的塑性变形指数; $w(C)$ 为 C 的质量分数.

2.1.2 物性参数的选择

(1) 弹性模量与泊松比. 弹性模量和泊松比是描述材料力学行为的两个最基本的参数. 虽然许多研究者对高温下钢的弹性模量作了测定, 但是由于试样测试条件的差别, 导致不同研究者的测量值相差较大. 本模拟工作中, 采用式 (8), 所适用的温度范围是 900 °C 至固相线温度, 并且该数据还考虑了蠕变的影响, 与相关的弹塑性或黏塑性本构关系匹配良好.

$$E = 968 - 2.33T + 1.9 \times 10^{-3}T^2 - 5.18 \times 10^{-7}T^3. \quad (8)$$

式中: E 为弹性模量, GPa; T 为温度, °C.

对所有现实中材料, 实验测试得到的泊松比 μ 为 0 ~ 0.5. 钢的泊松比也受温度的影响, 但变化不大. 本模型中采用下式计算:

$$\mu = 0.278 + 8.23 \times 10^{-5}T. \quad (9)$$

(2) 热膨胀系数. 钢的热膨胀系数与温度函数的关系由参考温度下钢的密度 $\rho(T_0)$ 和某一温度下钢的密度 $\rho(T)$ 来确定, 关系如下:

$$\alpha = \sqrt[3]{\frac{\rho(T_0)}{\rho(T)}} - 1, \quad (10)$$

$$\rho = \rho_\alpha f_\alpha + \rho_\gamma f_\gamma + \rho_\delta f_\delta + \rho_L f_L, \quad (11)$$

$$\rho_\alpha = 7881 - 0.324T - 3 \times 10^{-5}T^2, \quad (12)$$

$$\rho_\gamma = \frac{100(8106 - 0.51T)}{[100 - w(C)][1 + 0.008w(C)]^3}, \quad (13)$$

$$\rho_\delta = \frac{100(8011 - 0.47T)}{[100 - w(C)][1 + 0.013w(C)]^3}, \quad (14)$$

$$\rho_L = 7100 - 73w(C) - [0.8 - 0.09w(C)](T - 1550). \quad (15)$$

式中: α 为热膨胀系数; $\rho(T_0)$ 为任意参考温度 T_0 下钢液的密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; $\rho(T)$ 为温度 T 下钢液的密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; ρ_α 为 α 铁素体的密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; f_α 为 α 铁素体的质量分数; ρ_γ 为 γ 奥氏体的密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; f_γ 为 γ 奥氏体的质量分数; ρ_δ 为 δ 铁素体的密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; f_δ 为 δ 铁素体的质量分数; ρ_L 为钢液的密度, $\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$; f_L 为钢液的质量分数.

2.1.3 压下参数的选择

根据现场轻压下实验得出的结论, 当压下区间 f_s

为 0.2 ~ 0.5, 即矫直段 7 ~ 8 时, 对应铸坯的中间裂纹非常严重. 这里进行轻压下过程的热力耦合分析, 将此压下区间作为重点, 依次对总压下量为 3.5、5.0、6.5 mm 和只矫直不压下 4 组情况铸坯的应力进行分析, 而压下区间位于弧形段 5 ~ 6 和水平段 9 ~ 10 时的情况也进行分析. 钢中成分见表 1, 具体的轻压下参数设置见表 2.

表 1 轻压下试验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the workpieces %

C	Si	Mn	P	S	C _r	Mo	Ni
0.1641	0.2358	1.3688	0.0142	0.0075	0.09	0.01	0.003

表 2 轻压下参数设置

Table 2 Detailed soft reduction schedules of simulation

序号	总压下量/mm	压下位置 f_s	各扇形段压下量/mm					
			5 段	6 段	7 段	8 段	9 段	10 段
1	3.5	0.1~0.3	2.6	1.5	—	—	—	—
2	5.0	0.1~0.3	4.2	2.8	—	—	—	—
3	6.5	0.1~0.3	5.1	3.4	—	—	—	—
4	3.5	0.2~0.5	—	—	1.4	2.8	—	—
5	5.0	0.2~0.5	—	—	2.8	4.2	—	—
6	6.5	0.2~0.5	—	—	3.4	5.1	—	—
7	无压下	0.2~0.5	—	—	—	—	—	—
8	3.5	0.5~0.9	—	—	—	—	2.6	1.5
9	5.0	0.5~0.9	—	—	—	—	4.2	2.8
10	6.5	0.5~0.9	—	—	—	—	5.1	3.4

2.2 临界应力的判定

内部裂纹产生于凝固前沿固液界面, 但凝固前沿受到多大的应力才会产生裂纹一直是人们研究和讨论的重点^[12]. 本文以凝固前沿受力情况作为判据说明凝固前沿的开裂情况.

为了获得接近变形条件下连铸坯壳生长所受的应力值, 浸入式撕裂-激冷拉伸试验(submerged split-chill tensile test, SSCT)的方法被采用^[13]. 该方法在拉伸试验时, 凝固壳在凝固状态中受到的拉应力垂直于柱状晶生长的方向, 并且应变率很低, 类似于连铸过程. 该方法经过大量的实验, 并考虑了钢中 Mn、P、S 等元素的影响, 最后得出钢的临界应力与碳含量的关系, 如图 8 所示. 为了方便应用这些实验数据, 回归出如下等斜率特性方程:

$$\sigma_t = \sigma_m e^{\beta(1 - T_i/T_m)}. \quad (16)$$

式中: σ_t 和 σ_m 分别为 T_i 和 T_m 时峰值应力, MPa; β 为常数; T_i 为拉伸试验温度, K; T_m 为钢的熔点, K. 对于奥氏体钢, $T_m = 1708$ K 时 $\sigma_m = 2.63$ MPa, $\beta = 6.7$; 对于铁素体钢, $T_m = 1800$ K 时 $\sigma_m = 0.66$ MPa, $\beta = 7.0$.

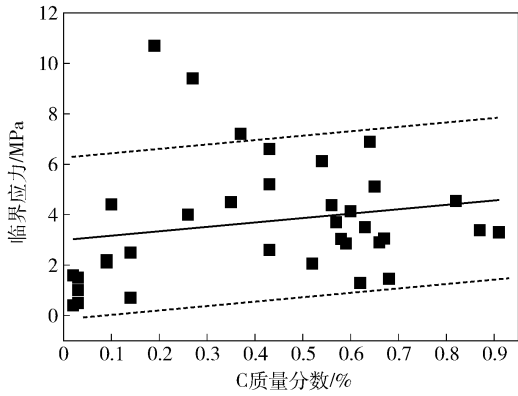


图 8 临界应力与碳含量的关系示意图

Fig.8 Schematic diagram of the relationship between critical stress and carbon content

计算对象 Q345R, 碳质量分数在 0.16% 左右时, 该钢种在连铸轻压下时凝固前沿所能承受的临界应力为 3.31 MPa.

2.3 模拟结果

图 9 为铸坯在弧形段 5~6 进行轻压下时凝固前沿主应力分布情况. 每个扇形段有 7 个压下辊, 其中各扇形段第 4 个辊为驱动辊, 不做压下. 压下辊直径 230 mm, 驱动辊直径 250 mm. 可以看出: 铸坯凝固前沿所承受的主应力在 -5.5~2 MPa 间周期性变化(正值表示拉应力, 负值表示压应力), 处于压下辊位置时, 凝固前沿承受压应力; 处于压下辊之间时, 由于钢水静压力的作用, 凝固前沿承受拉应力, 并且所承受的最大拉应力不会超过钢的临界应力值 3.31 MPa, 说明没有裂纹产生的可能.

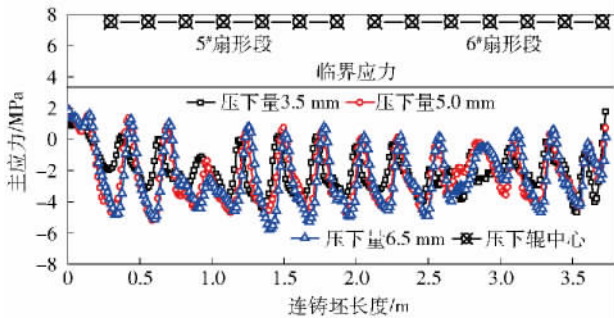


图 9 弧形段 5~6 不同压下量时凝固前沿主应力分布(内弧侧)

Fig.9 Main stress of the solidification front under different soft reductions at Segments 5 and 6 (inner arc)

图 10 为铸坯在弧形段 7~8 进行轻压下时凝固前沿主应力分布情况. 各扇形段第 4 个辊为驱动辊, 不做压下. 压下辊、驱动辊直径均为 300 mm. 可以看出: 在矫直段 7~8 进行轻压下时, 铸坯内弧侧凝固前沿所承受的主应力在 -6.5~4.35 MPa 间周期性变化, 处于压下辊之间时, 由于钢水静压力的作用, 铸坯表面承受拉应力, 凝固前沿承受压应力; 处于压下辊位置时, 铸

坯表面承受压应力, 凝固前沿承受拉应力, 并且所承受的最大拉应力超过钢的临界应力值 3.31 MPa 约 1.0 MPa, 说明很有可能产生中间裂纹. 但是只矫直不压下时, 内弧侧凝固前沿所承受的最大拉应力仅 2.43 MPa, 说明在矫直段进行轻压下时, 压下辊的压下作用会大大增加裂纹产生的概率, 这与现场统计的轻压下实验结果非常吻合.

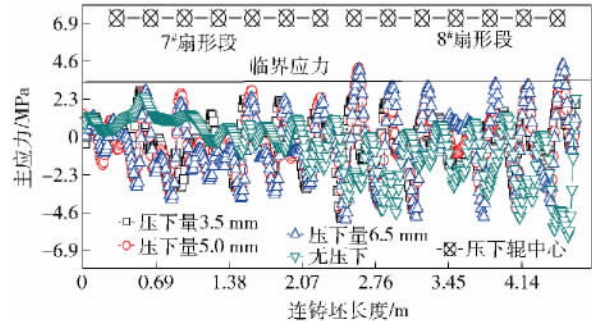


图 10 矫直段 7~8 不同压下量时宽面中心凝固前沿主应力分布(内弧侧)

Fig.10 Main stress of the solidification front under different soft reductions at Segments 7 and 8 (inner arc)

图 11 为铸坯在弧形段 9~10 进行轻压下时凝固前沿主应力分布情况. 各扇形段第 4 个辊为驱动辊, 不做压下. 压下辊、驱动辊直径均为 300 mm. 可以看出: 在水平段 9~10 进行轻压下时, 铸坯凝固前沿所承受的主应力在 -6.5~3.0 MPa 间周期性变化, 处于压下辊位置时凝固前沿承受压应力, 处于压下辊之间时, 由于钢水静压力的作用, 凝固前沿承受拉应力, 并且所承受的最大拉应力不会超过钢的临界应力值 3.31 MPa, 说明没有裂纹产生的可能.

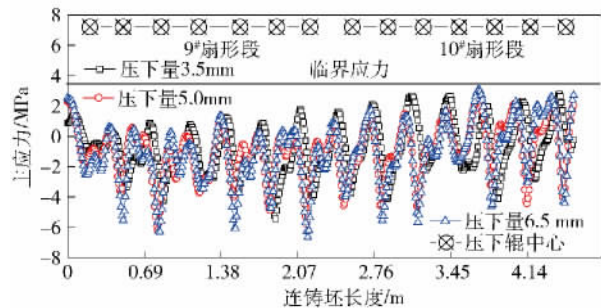


图 11 水平段 9~10 不同压下量时宽面中心凝固前沿主应力分布(内弧侧)

Fig.11 Main stress of the solidification front under different soft reductions at Segments 9 and 10 (inner arc)

通过以上分析可以看出: 在弧形段和水平段凝固前沿所承受的最大拉应力均不会超过钢的临界应力值; 而在矫直段, 铸坯受矫直力和钢水静压力的双重影响, 出现与弧形段和水平段相反的应力状态, 并且所承受的最大拉应力超过钢的临界应力值, 只矫直不压下

时内弧侧凝固前沿所承受的最大拉应力没有超过钢的临界应力值. 因此, 连铸板坯在进行轻压下时要尽量避开矫直段, 对于裂纹敏感的钢种更应该如此.

3 机理分析

连铸板坯在凝固过程中, 柱状晶末端会非常粗大, 柱状晶在生长的同时, 不断地向前端和侧面排出溶质, 这样, 溶质便被裹入枝晶间的液体之中, 而富集于枝晶之间. 于是, 在非平衡结晶的条件下, 分配到液相中溶质元素会更多些, 造成残余液相中溶质元素浓度偏高, 致使柱状晶间偏析严重, 尤其在脆性温度区间(黏滞性温度至零塑性温度), P、S 等易偏析元素的浓度会非常高, 这些富集的溶质元素一般会以夹杂物等形式存在于晶界上, 使大大降低晶界的高温强度和高温塑性, 从而引起晶间脆性, 同时还会降低枝晶间液膜的凝固点, 使黏滞性温度和零塑性温度之间的温差增大, 致使凝固前沿开裂变得相对容易一些, 这便是中间裂纹形成的内在原因. 凝固前沿所承受的拉应力是造成铸坯开裂的真正原因. 这是因为铸坯通过矫直段时, 中心液芯较厚, 柱状晶间的液相还未完全凝固, 而压下辊的压下作用, 致使多处位置凝固前沿所承受的拉应力超过钢的临界值, 导致凝固前沿很容易开裂延伸, 形成中间裂纹; 而弧形段和水平段, 凝固前沿所承受的拉应力不会超过钢的临界值, 便没有裂纹产生.

分别对避开矫直区轻压下和不避开矫直区轻压下两种工况随机抽取了 49 块板坯试样进行中间裂纹检测, 结果发现避开矫直区轻压下中间裂纹发生的几率降低 41.3% 左右.

4 结论

(1) 中间裂纹几乎全部出现在距内弧表面 80 ~ 93 mm 的柱状晶区末端, 沿一次枝晶间隙延伸, 终止于柱状晶区与等轴晶区的交界处, 等轴晶区没有开裂发生, 长度约为 6 ~ 20 mm.

(2) 裂纹断口的开裂面上存在着大量的液相自然凝固形成的平滑曲面, 说明开裂是在固液两相区发生的. 裂纹处的 C、P 和 S 元素均存在着一定的富集, 尤其 P 和 S 元素, 偏析较为严重, 而 Mn 元素只有微弱的偏析存在.

(3) 铸坯通过矫直段时, 多处位置凝固前沿所承受的拉应力超过钢的临界值, 这样凝固前沿很容易开裂延伸, 于是形成中间裂纹; 而弧形段和水平段, 凝固前沿所承受的拉应力不会超过钢的临界值, 无裂纹产生.

(4) 统计大量现场轻压下实验的结果发现: 轻压下避开矫直区进行时, 中间裂纹的发生率降低 41.3% 左右.

参 考 文 献

- [1] Ai X, Sun Y H, Zeng Y N, et al. Study on the hot ductility of low carbon steel Q345B bloom. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2014, 35(4): 103
(艾西, 孙彦辉, 曾亚南, 等. 低碳钢 Q345B 大方坯热塑性研究. *钢铁钒钛*, 2014, 35(4): 103)
- [2] Liu Z Y, Cao X M, Cheng J G, et al. Analyse and improve the intermediate crack in continuous casting slab based on QES. *Steel-making*, 2013, 29(3): 14
(刘志远, 曹晓明, 程巨广, 等. 基于 QES 分析和改善板坯中间裂纹. *炼钢*, 2013, 29(3): 14)
- [3] Han Z Q, Cai K K. Application of micro-segregation model of internal cracks in carbon steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2000, 22(5): 442
(韩志强, 蔡开科. 微观偏析模型在碳钢内裂纹敏感分析中应用. *北京科技大学学报*, 2000, 22(5): 442)
- [4] Seol D J, Won Y M, Oh K H, et al. Mechanical behavior of carbon steels in the temperature range of mushy zone. *ISIJ Int*, 2000, 40(4): 356
- [5] Nakagawa T, Umeda T, Murata J, et al. Deformation behavior during solidification of steels. *ISIJ Int*, 1995, 35(6): 723
- [6] Clyne T W, Wolf M, Kurz W. The effect of melt composition on solidification cracking of steel with particular reference to continuous casting. *Metall Trans B*, 1982, 13(2): 259
- [7] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking. *ISIJ Int*, 1999, 39(9): 833
- [8] Wang Z L, Wang X J, Chen Y, et al. Analysis of the cause of intercolumnar crack in CC slab and its precaution measures. *Iron Steel*, 2004, 39(7): 31
(王子亮, 王新江, 陈煜, 等. 板坯中间裂纹的成因分析及预防措施. *钢铁*, 2004, 39(7): 31)
- [9] Wray P J. Effect of carbon content on the plastic flow of plain carbon steels at elevated temperatures. *Metall Trans A*, 1982, 13(1): 125
- [10] Suzuki T. Creep properties of steel at continuous casting temperatures. *Ironmaking Steelmaking*, 1988, 15(2): 90
- [11] Kozłowski P F, Thomas B G, Azzi J A, et al. Simple constitutive equations for steel at high temperature. *Metall Trans A*, 1992, 23(3): 903
- [12] Han Z Q, Cai K K. Review of formation condition for internal crack in continuous casting slab. *J Iron Steel Res*, 2001, 13(1): 68
(韩志强, 蔡开科. 连铸坯内裂纹形成条件的评述. *钢铁研究学报*, 2001, 13(1): 68)
- [13] Xia G M, Zirngast J, Hiebler H, et al. High temperature mechanical properties of in situ solidified steel measured by the new SSCT test // *Conference on Continuous Casting of Steel in Developing Countries*. Beijing, 1993: 165
(夏光明, 兹恩加斯特, 海布勒, 等. 用新型 SSCT 试验测试钢凝固时的高温机械性能 // 发展中国家连铸会议. 北京, 1993: 165)